

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **58042753 A**

(43) Date of publication of application: **12.03.83**

(51) Int. Cl.

C22C 38/06

C21D 8/02

C21D 9/46

(21) Application number: **56140574**

(71) Applicant: **KOBE STEEL LTD**

(22) Date of filing: **07.09.81**

(72) Inventor: **SUDO MASATOSHI
SHIBATA ZENICHI**

**(54) HIGH GAMMA VALUE TYPE HIGH STRENGTH
COLD ROLLED STEEL PLATE HAVING
COMPOSITE STRUCTURE AND ITS
MANUFACTURE**

0.2W0.7% Mn, 0.035W0.1% P, 0.1W0.5% Si, 0.01W0.08% Al, 0.002W0.01% N and the balance Fe is refined, hot rolled, cold rolled, annealed, and heated to the Ac_1 W Ac_2 transformation point at $\approx 5^\circ\text{C/sec}$ average heating rate. It is held at the temp. for $\leq 5\text{min}$ and quenched to $\leq 500^\circ\text{C}$ at $\approx 300^\circ\text{C/sec}$ average cooling rate to form a ferrite structure contg. 2W20% structure transformed at low temp.

(57) Abstract:

PURPOSE: To enhance the deep drawability and enameling hardenability by adding prescribed percentages of C, Mn, P, Si, Al, N and a structure transformed at low temp.

COPYRIGHT: (C)1983,JPO&Japio

CONSTITUTION: A steel consisting of 0.02W0.1% C,

⑩ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭58—42753

⑬ Int. Cl.³
C 22 C 38/06
C 21 D 8/02
9/46

識別記号
C B B

庁内整理番号
7147—4K
6793—4K
7047—4K

⑭ 公開 昭和58年(1983)3月12日

発明の数 2
審査請求 未請求

(全 4 頁)

⑮ 高 r 値型複合組織高強度冷延鋼板及びその製造方法

⑯ 発明者 柴田善一
神戸市垂水区伊川谷町潤和417—28

⑰ 特 願 昭56—140574
⑱ 出 願 昭56(1981)9月7日
⑲ 発明者 須藤正俊
神戸市北区泉台1丁目2—14

⑳ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所
神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

明 細 書

1. 発明の名称

高 r 値型複合組織高強度冷延鋼板及びその製造方法。

2. 特許請求の範囲

(1) $0.02 \sim 0.1\%$, $Mn 0.2 \sim 0.7\%$, $P 0.035 \sim 0.1\%$, $S 0.1 \sim 0.5\%$, $As 0.01 \sim 0.08\%$, $N 0.002 \sim 0.01\%$, 残留鉄及び不純物からなる鋼であって、低温変態組織を 2~20% 含むフェライト組織としたことを特徴とする深絞り性、焼付硬化性のすぐれた高 r 値型複合組織鋼板。

(2) $0.02 \sim 0.1\%$, $Mn 0.2 \sim 0.7\%$, $P 0.035 \sim 0.1\%$, $S 0.1 \sim 0.5\%$, $As 0.01 \sim 0.08\%$, $N 0.002 \sim 0.01\%$, 残留鉄及び不純物からなる鋼を熱間圧延、冷間圧延して得た冷間圧延鋼板をバッチ焼鈍した後、 $\Delta A_{0.1} \sim \Delta A_{0.2}$ 変態点の温度範囲に平均加熱速度 $50^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上で加熱し、この温度範囲で 5 分以下保持又は徐冷しついで平均冷却速度 $800^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上で 500°C 以下まで急冷し、低温変態組織を 2~20% 含むフェライト組織としたことを

特徴とする深絞り性、焼付硬化性に優れた高 r 値型複合組織高強度冷延鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は、深絞り性、焼付硬化性のすぐれた高 r 値型の複合組織高強度冷延鋼板及びその製造方法に関する。

近時、自動車鋼板への高強度冷延鋼板の適用が試みられているが、成形性の問題（成形時の破断、しわ等の面不良発生、スプリングバックの大きいことによる形状不良）等により本格的採用にはなお大きな課題を残している。最近になって複合組織鋼（D.P 鋼）が開発され、高強度、低降伏比でかつ焼付硬化性があるという特徴を有していることから、実用化の方向に向っている。しかしながら、フェライト中にマルテンサイト等の低温変態組織を導入すると、深絞り性の指標となる r 値の大巾な低下が認められ、r 1.5 以上の高い r 値が得られず、成形性の重要な因子である深絞り性が確保できないという問題があった。

本発明は、上述の問題に鑑み、種々の長を有する複合組織鋼板に対してすぐれた深絞り性を付与すべく研究を重ねた結果完成されたものである。

すなわち本発明は、 $C0.02\sim0.1\%$ 、 $Mn0.2\sim0.7\%$ 、 $P0.085\sim0.1\%$ 、 $Si0.1\sim0.5\%$ 、 $Al0.01\sim0.08\%$ 、 $N0.002\sim0.01\%$ 残留鉄及び不純物からなる鋼であって、低温変態組織を2~20%含むフェライト組織としたことを特徴とする深絞り性、焼付硬化性のすぐれた高 γ 値型複合組織鋼板であり、更に上述の成分の鋼を焼間圧延、冷間圧延して得た冷間圧延鋼板をパッチ焼鈍した後、 $A_0\sim A_c$ 変態点の温度範囲に平均加熱速度5℃/秒以上で加熱し、この温度範囲で6分以下保持又は徐冷しついで平均冷却速度800℃/秒以上で500℃以下まで急冷し、低温変態組織を2~20%含むフェライト組織としたことを特徴とする深絞り性、焼付硬化性に優れた高 γ 値型複合組織鋼板の製造方法である。

本発明では成形性の優れた中強度鋼板であるP添加Alニッケル鋼に着目し、このP添加鋼の複合組織鋼への適用を検討した。第1図は、実施例において各種鋼を複合組織化した場合の低温変態組織である第2相面積率による γ 値の変化をまとめた図であるが、図から知られるようにP添加鋼の第2

相には通常のフェライト+パーライト組織では高 γ 値を有するが、低温変態組織を導入すると γ 値が急激に劣化し、 γ 1.5以下になってしまう。これに対して適量のSiを含有せしめたP添加鋼では低温変態組織を導入しても γ 値の劣化は少なく、第2相面積率20%程度まででは γ 1.5以上を維持できることが知見された。すなわちP添加鋼に対して適量(0.1~0.5%)のSiを含有させて複合組織化を図ることにより、複合組織鋼の特長を有しつつ、しかも深絞り性の優れた高強度冷延鋼板とすることができるのである。

適量のSiを含有せしめることにより上述の現象が現れる理由として、第2相面積率のほぼ等しいSi添加鋼及び無添加鋼の変形前後の場合組織の変化を調べたところ、初期集合組織がほぼ同一であるにもかかわらず、深絞り加工後は、Si無添加の材料の(200)面の強度が強い傾向にあった。これらのことより、Si添加によるフェライトのこり筋の変化に起因するものと考えている。

本発明の高強度冷延鋼板において、低温変態組

織の面積率は2%以上必要であり、これ未満では高強度、低降伏比、焼付硬化性等の複合組織鋼板としての特徴が失われる。また低温変態組織の面積率が20%以上になると、 γ 値の劣化が著しく高 γ 値が維持できなくなり、また面率遷移程度の上昇も著しくなるので、上限を20%とする。なお望ましくは低温変態組織の面積率は3~15%である。本発明において低温変態組織とは主にマルテンサイトを示すが、マルテンサイトには一部残留オーステナイトを含み、またマルテンサイト以外にベイナイトが含まれることもある。またフェライトは望ましくはポリゴナルフェライトである。

次に本発明の高強度冷延鋼板の化学成分について述べる。

Cは強化及び焼入性向上効果を発揮させ、マルテンサイト等を形成させるため、更には点溶接部の組織を健全にするために0.02%以上を必要とする。しかしながらあまり多いと γ 値を低下させ、冷間加工性を著しく低下させしかも点溶接部の硬化を著しくするので、上限を0.10%とする。なお

冷間加工性が要求される場合には0.07%以下とするのが望ましい。

MnはCによる赤熱脆性を防止するのに必要であり、かつ焼入性を増して所望の組織を得るために必要な元素なので0.20%以上必要である。しかしあまり多いと、{111}集合組織の発達を阻害して γ 値を低下させるので、上限を0.7%とする。なお特に高い γ 値を要求する場合には、0.4%以下とするのが望ましい。

Alは脱酸元素として必要であるばかりでなく、Mと結合してパッチ焼鈍において成形性を良好にする再結晶集合組織の形成に有効に作用するので、0.01%以上含有せしめる必要があるが、一方あまり多く含有せしめると介在物が増えるので、上限を0.08%とする。望ましくは0.01~0.05%である。

Nは上述のAlと結合し、AlNとして再結晶集合組織の形成に有効に作用し、高 γ 値とすることができるので0.002%以上望ましくは0.005%以上含有せしめる必要があるが、あまり多く含有せしめると、その効果が飽和に達し、かつ溶脱上も困難と

で 0.05% 以下とするのがよい。

次に本発明の高強度冷延鋼板の製造方法について第2図の模式図にしたがって説明する。

本発明の高強度冷延鋼板の製造において、急熱焼鈍により、高 σ_{TS} 値を得ることが困難なので、開圧延後、予めバッチ焼鈍を行なう。バッチ焼鈍はそれ自体常法にしたがって600~800℃の温度で行なわれる。このバッチ焼鈍材について第2図に示す連続焼鈍を施すのである。

第2図において、まず所定成分の冷延鋼板を加熱速度 h_1 にて $A_{C1} \sim A_{C2}$ 変態点の $(\alpha+\gamma)$ 二相域の温度 T_1 まで急速加熱し、温度 T_2 でも時間保持する。加熱速度 h_1 は5℃/秒以上とする。また T_2 は $A_{C1} \sim A_{C2}$ 変態点とし、 t を5分以下として保持するのは、この段階でオーステナイトを出現せしめて複合組織鋼とする準備をするためである。なお T_2 は $(\alpha+\gamma)$ 二相域の高温域の方が望ましい。

温度 T_2 に所定時間 t 保持した後、 T_2 以下 A_{C1} 変態点の範囲の温度 T_3 まで平均冷却速度 O_1 で急冷する。この過程はフェライト中の固溶炭素を残りの

オーステナイト中へ濃縮させ、オーステナイトの安定化を図ると共に、固溶炭素の少ないフェライトは清浄化されることから延性の改善を図り、更に所望の割合の第二相を得るための準備段階でもあり、 O_1 は急冷であり望ましくは8~40℃/秒とする。尚この急冷過程の代りに $T_2=T_3$ すなわち保持温度での保持時間を長目にしておいてもよい。温度 T_2 (又は T_3)から T_3 までは急冷過程である。ここでは上記炭素の濃縮した未変態オーステナイトをマルテンサイトに変態させるための過程であり、 O_1 より速い冷却速度を必要とし300℃/秒以上とする。また T_3 はマルテンサイト変態に必要な500℃以下とする。なおこの急冷過程の後必要に応じて過時効処理がなされる。また急冷過程では、ミスト冷却、水冷、ロール冷却等の任意の方式が採用される。

次に本発明の製造例を比較例と共に説明する。

第1表に示す供試材を真空溶解炉で溶製し、粗圧延した80mm²スラブを8パスにて2.8mm²の熱延板とした。この熱延板を冷間圧延して0.8mm²の冷

延板として更に700℃×8時間のバッチ焼鈍を行なった。この焼鈍材について第2表に示す条件で熱処理を行ない、種々の組織を有する鋼板を得た。この鋼板の組織観察結果及び機械的性質の測定結果を第3表に示す。

第3表から知られるように本発明鋼である供試材A-1, 2, Bはいずれも σ_{TS} 15以上であり、優れた深絞り性を示しているのがわかる。又、焼付硬化能($\Delta\sigma_{TS}$)も1kg/mm²程度の値を示している。このような本発明鋼は従来のLF鋼にくらべ成形性、疲労強度、靱性も良好であることが確認されている。

第1表 化学成分(%)

供試材	C	Si	Mn	P	S	AS	N	備考
A	0.040	0.25	0.40	0.015	0.015	0.050	0.0050	本発明
B	0.040	0.35	0.25	0.015	0.015	0.045	0.0045	"
C	0.040	0.015	0.40	0.015	0.015	0.050	0.0050	比較例
D	0.060	1.05	0.45	0.015	0.015	0.045	0.0045	"
E	0.15	0.50	0.45	0.015	0.015	0.040	0.0045	"

第2表 連続焼鈍条件

供試材	h_1 (℃/秒)	T_2 (℃)	t (分)	O_1 (℃/秒)	T_3 (℃)	O_2 (℃/秒)	T_4 (℃)	備考
A-1	25	850	1	10	750	2000	150	本発明
-2	"	"	"	"	"	500	250	"
-3	"	"	"	"	800	2000	150	"
B	"	"	"	"	750	1500	"	"
A-4	"	"	"	"	800	20	500	比較例
-5	"	"	"	"	550	2000	150	"
C-1	"	"	"	"	800	20	500	"
-2	"	"	"	"	750	2000	150	"
-3	"	"	"	"	800	"	"	"
D	"	"	"	"	750	"	"	"
E	"	"	"	"	"	"	"	"

図3 炭素繊維の性質および製造装置概略

試料	炭化能力 (kg/m^2)	引張強さ (kg/m^2)	純度 (%)	全純度 (%)	\bar{F}	$\Delta\sigma_{F+B}$ (kg/m^2)	製造装置	備考
A-1	3.66	58.1	0.62	94.5	1.68	7.2	F+10SM	本発明
A-2	3.44	56.4	0.61	91.5	1.70	6.5	F+9 SM+2SB	
A-3	3.62	61.3	0.59	94.0	1.55	7.8	F+18SM	
B	3.42	58.5	0.64	92.5	1.78	7.0	F+9 SM	
A-4	3.69	42.8	0.68	96.0	1.75	2.6	F+P	比較例
A-5	4.32	87.0	0.60	94.5	1.25	2.5	F+8.0SM	
C-1	2.88	54.7	0.60	93.5	1.82	2.3	F+P	
A-2	2.78	61.2	0.61	97.5	1.41	7.8	F+8.5SM	
A-3	4.06	84.5	0.68	95.8	1.15	2.8	F+17.8SM	
D	4.17	67.3	0.62	94.0	1.80	7.1	F+12SM	
E	4.24	60.5	0.61	94.5	1.15	7.2	F+18SM	

炭化はすべてJIS 18号炭酸鉄片、1550℃、15分間、15スキャンパス後

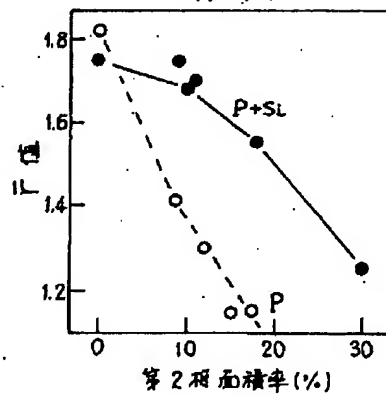
* $\Delta\sigma_{F+B}$: 25%引張強さ形成後、170℃×180分間加熱したときの炭化能力の上昇

** F: フォーサイト, B: ベイサイト, M: マルテンサイト, P: パーサイト

4. 図面の簡単な説明

第1図は、実施例に示した各炭種(A-1~E)についてF層加とF+B層加に分けて第2相(低温炭種組織)面積率と \bar{F} 値との関係を示す図であり、第2図は本発明の製造方法を示す模式図である。

第1図



第2図

